第30卷 第4期
2016 年 4 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 30 No. 4
April 2016

Cu和Sn对钎焊料4343Al合金组织性能的影响

赵媛媛 章桢彦 靳丽 董杰

(上海交通大学材料科学与工程学院 轻合金精密成型国家工程研究中心 上海 200240)

摘 要 通过添加0-1.0%(质量分数)的Cu或Sn来合金化4343合金, 获得一种熔点更低、抗塌陷性能更优良的钎焊材料。熔点测试结果表明, 随Cu或Sn含量的增加, 合金的固相线温度和液相线温度逐渐降低, 添加1.0%的Cu或Sn后合金固相线温度、液相线温度降低10-15℃。微观组织和挤压变形后力学性能研究结果表明, 随Cu或Sn含量的增加, 铸态合金中含Cu的第二相量或Sn颗粒逐渐增多; 热挤压后含Cu第二相趋于溶解, 而Sn促进含Si、Fe第二相溶解; 合金室温抗拉强度逐渐升高, 但延伸率略有降低。模拟钎焊实验结果表明, 添加Cu或Sn可降低4343合金的可钎焊温度, 添加1.0%的Cu或Sn可使钎焊温度降低15-20℃。

关键词 金属材料, 4343铝合金, 微合金化, 熔点, 钎焊

分类号 TB331 文章编号 1005-3093(2016)04-0292-07

Effect of Cu and Sn Addition on Microstructure and Properties of Brazing Filler 4343 Al Alloy

ZHAO Yuanyuan ZHANG Zhenyan JIN Li DONG Jie*

(National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Schools of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Manuscript received November 26, 2015; in revised form December 10, 2015.

*To whom correspondence should be addressed, Tel: (021)34203052, E-mail: jiedong@sjtu.edu.cn

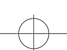
ABSTRACT The 4343 Al-Si alloy is the most widely used brazing filler metal for the multi-layer aluminum clad sheets, which act as radiator fin for aluminum heat exchanger. In this paper, 0-1.0%(mass fraction) Cu or Sn was added to 4343 alloy in order to develop a new brazing filler metal with lower melting point and better collapse resistance. The results show that with the increase of Cu or Sn, the solidus and liquidus of the alloys decrease gradually, and when the Cu or Sn content is increased to 1.0%, the solidus and liquidus will be reduced by 10-15℃ respectively. With the increase of Cu ro Sn content, the Cu bearing intermetallic phases or the Sn particles increase in the cast alloy; after hot extrusion the Cu bearing intermetallic phases dissolve and Sn particles can induce the dissolution of Fe-Si bearing intermetallic phases; the tensile strength increases gradually while the elongations decrease a little. The results of trial brazing show that the addition of Cu or Sn will decrease the brazing temperature, particularly, the brazing temperature can be reduced by more than 15℃ for the filler alloys with 1.0% of Cu or Sn.

KEY WORDS metallic materials, 4343Al alloy, alloying, melting point, brazing

三层铝合金复合箔材具有良好的导热性能、耐蚀性能和可钎焊性能, 在汽车的发动机散热器、中冷器、空调冷凝器等热交换系统中得到广泛应用[1]。4343/3003/4343三层铝合金复合箔材是最典型的应用最广的铝热传输材料, 外层4343铝合金称为皮材, 为亚共晶Al-Si合金, 熔点为590-610℃, 是连接复合管、复合板和复合翅片的钎焊材料; 内层3003铝合金称为芯材, 为Al-Mn系合金, 具有一定的强度和耐蚀性, 是热交换系统的承力部件[2]。

汽车的节能减排促使铝合金复合箔材向更薄更轻的方向发展, 但是过薄的复合箔材在600-610℃高温钎焊时, 散热翅片容易产生软化变形和塌陷现象[3]。Yoon和Qin等[4-7]发现芯材中粗大的再结晶晶粒和弥散析出相有利于提高铝箔的高温强度和抗塌陷性能。Feng等[8]发现高温钎焊时熔化的皮材中Si会向芯材扩散, 导致芯材中Si含量增加而高温强度降

2015年11月26日收到初稿; 2015年12月10日收到修改稿。
本文联系人: 董 杰, 研究员
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.680



低[9]; 同时在皮材和芯材的界面处会形成粗大的Al-Si共晶[10-12], 熔蚀芯材, 降低铝箔的抗塌陷性能[13]。因此, 有必要研发出可钎焊温度更低的皮材, 一方面避免芯材高温强度降至过低, 另一方面减缓皮材中Si向芯材的扩散, 避免散热翅片发生软化塌陷。目前已有一些通过添加合金元素来降低钎焊料熔点的研究报道, 但尚未实际工业应用。Chang等[14]研究发现添加10%Ge、20%Cu能够使Al－Mg、Al－Mg－Si合金的钎焊温度降低至530℃以下。Luo等[15]通过在Al-Si合金钎料中添加15%Cu和4%Ni, 使Al-Si合金的液相线温度降至515℃, 并且在570℃钎焊时钎焊接头强度高达140 MPa。

大量添加Ge、Cu、Ni等低熔点合金元素, 虽然可能大幅度降低铝合金的钎焊温度, 但会导致皮材成本升高、降低皮材复合轧制成型性能和钎焊接头的强度。本文在4343合金中添加0-1.0%(质量分数, 下同)的Cu或Sn, 尝试开发兼具优良强韧性能, 并且钎焊温度可以降低10−15℃的皮材。

1 实验方法

实验原料为商业用纯Al、纯Mg、纯Sn及$Al_{20}Si$、$Al_{50}Cu$、$Al_{10}Mn$、$Al_{20}Fe$等中间合金。采用常规电阻炉熔炼和金属型模具铸造, 铸造温度690℃, 制备的试样直径和高度分别为60 mm和100 mm。各合金经过光谱化学成分分析结果如表1, 其中, Cu0.25合金的化学成分在标准4343铝合金成分范围内, 在本文中作为力学性能及钎焊研究的参考标准。

利用Netzsch STA 449F3型同步热分析仪(DSC)对合金进行熔点测试。对不同成分合金各取约10 mg的薄片, 超声波清洗烘干后置于Al_2O_3坩埚中, 用氩气作保护气, 加热速率分别为10和5 k/min, 测试后使用切线法计算合金的液相线、固相线温度。将不同成分的铸锭在400℃电阻炉中保温2 h后, 热挤压成直径12 mm的棒材(挤压比为10: 1), 线切割加工成标准拉伸试样, 在CSS−44100电子万能材料实验机上进行室温力学性能测试, 拉伸速率为1 mm/min。取不同成分的铸锭线切割成直径10 mm×2 mm的圆片, 在580−610℃温度范围内进行模拟钎焊, 温度间隔为5℃。用自制模具将2个同成分的圆片夹紧固定, 送入电阻炉内保温15 min后取出空冷; 用线切割将已结合的圆片沿直径切开, 机械抛光研磨后在Axio Observer A1型金相显微镜(OM)下观察2个圆片纵截面的界面结合形貌, 根据两个界面的结合程度确定该合金的可钎焊温度。利用Sirion 200型扫描电子显微镜(SEM)进行组织形貌观察及能谱分析。

2 结果和讨论

2.1 Cu或Sn对4343铝合金铸态组织的影响

Cu0.25合金, 即4343铝合金铸态的微观组织金相和SEM像如图1a和b所示, 为典型的枝晶组织, 由大量树枝状α-Al晶胞和枝晶间针片状的Al-Si共晶、黑色粗大块状初生Si相组成。晶界及晶粒内部分布着白色或灰色针片状的第二相, 为β-Al_5FeSi相[16]。在凝固过程中, 部分Mn元素溶入β-Al_5FeSi相中, 形成点状或汉字状的α-$Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$相[17, 18]。

在4343合金中添加0-1.0%的Cu后, 铸态组织变化不明显。在Al-Si-Cu合金中, 含量低于5.7%的Cu主要以块状Al_2Cu相或共晶($Al+Al_2Cu$)相的形式存在, 或弥散分布在α-Al基体中[19], 或以针状Al-Si共晶、β-Al_5FeSi相等为形核点附着在第二相上[20]。这是由于在Al-Si合金的凝固过程中, Cu发生以下反应:

$$L \rightarrow Al + Al_2Cu + \beta - Al_5FeSi + Si$$

经过SEM能谱分析, 随着4343合金中Cu含量的增加, 含Cu的第二相逐渐增多, 如图1c所示。在4343合金中添加0.1%−1.0%的Sn后, 由于Sn在室

表1 设计合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of new Al alloys (mass fraction, %)

New alloy	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Sn	Al
Cu0	0.01	7.98	0.60	0.11	0.02	0.18	-	Bal.
Cu0.25(4343)	0.26	8.03	0.63	0.11	0.00	0.19	-	Bal.
Cu0.6	0.65	7.96	0.61	0.11	0.00	0.18	-	Bal.
Cu1.0	1.12	7.86	0.61	0.11	0.00	0.19	-	Bal.
Sn0.1	0.24	7.80	0.57	0.10	0.05	0.19	0.10	Bal.
Sn0.25	0.25	7.97	0.61	0.11	0.03	0.19	0.25	Bal.
Sn0.5	0.24	8.00	0.63	0.11	0.01	0.19	0.53	Bal.
Sn1.0	0.25	7.98	0.65	0.11	0.01	0.19	1.06	Bal.

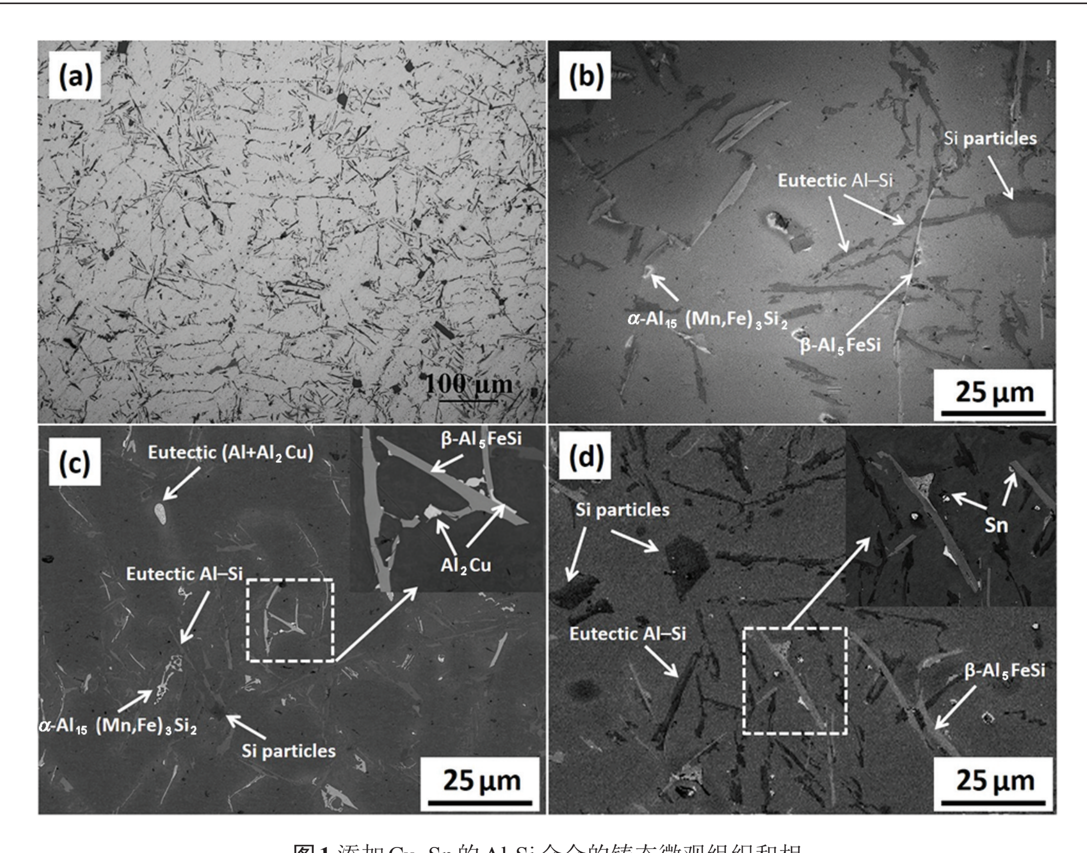


图1 添加Cu、Sn的Al-Si合金的铸态微观组织和相

Fig.1 Microstructures and phases of Al-Si alloys with different contents of Cu or Sn, (a, b) Cu0.25 (4343), (c) Cu1.0, (d) Sn1.0

温下几乎不固溶于Al基体, Sn主要以明亮的白色块状或球状粒子分布于α-Al基体中。Sn颗粒或分布在晶界处[21, 22], 或附着在块状Al-Si共晶及针状β-Al_5FeSi相上, 随Sn含量的增加, α-Al基体中的Sn颗粒也逐渐增多。Sn1.0合金的组织如图1d所示。同Cu0.25相比, Sn的添加会导致Al-Si合金的铸态组织中的树枝晶及第二相变得粗大, 分布更加不均[23]。

2.2 Cu或Sn对4343铝合金液固相线温度的影响

不同Cu或Sn含量合金的固相线及液相线温度如图2。由图可知, Cu0.25合金的固相线温度为576.5℃, 液相线温度为612.2℃, 与标准4343合金液、固相线温度相近(4343的固相线温度为577℃, 液相线温度为612.8℃[2])。随着Cu含量从0增加至1.0%, Al-Si-Cu合金的固相线和液相线逐渐降低, 这是因为Cu含量的增加会降低Al-Si共晶的熔化温度[20], 熔化过程中还会增加低熔点共晶相如Al_2Cu的形成量, 从而使液相线和固相线的温度降低[24]。Cu含量达到1.0%时, 固相线降低至564.5℃, 液相线降低至601.5℃, 比Cu0.25液相线温度低10.7℃。随Sn含量的升高, Al-Si-Sn合金固相线及液相线逐渐降低, 这与Kliauga等人[21]的THERMOCAL计算结果相似: Sn含量从0.1%增加至1.0%时, Al-Si-Sn合金的固相线和液相线逐渐降低, 这是由于Sn的添加可以降低Al-Si共晶的熔化温度。高温钎焊时, 皮材部分熔化、处在半固态的环境中, Sn存在于Al-Si共晶或晶界处, 可能会阻碍半固态时Si的溶解, 避免钎焊时皮材大量熔化, 减少皮材向芯材的扩散及腐蚀。Sn含量增加至1.0%时, 固相线降低至553.95℃, 液相线降低至595.5℃, 比4343液相线温度低16.7℃。当Cu含量从0%增加到1.0%, 固相线降低12.5℃, 液相线降低11.5℃, 液固区间增加1℃;

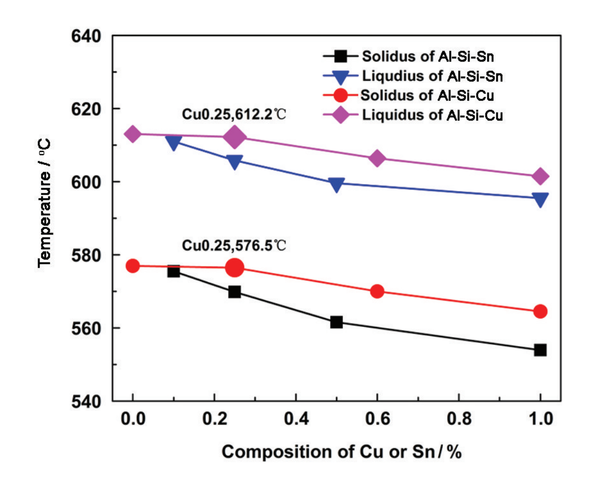


图2 添加Cu、Sn的Al-Si合金的液、固相线温度

Fig.2 Solidus and liquidus temperature of Al-Si alloys with different contents of Cu or Sn

而Sn含量从0.1%增加到1.0%, 固相线降低21.5℃, 液相线降低15.5℃, 液固区相增加6℃, 可能对降低4343合金的熔点和钎焊温度更明显。

2.3 Cu或Sn对4343铝合金室温力学性能的影响

不同Cu或Sn含量挤压态合金的室温拉伸性能如图3所示, 可以看出, 随着Cu含量的增加, Al-Si-Cu合金的强度逐渐提高而延伸率有所下降。Cu含量从0增加至1.0%时, 抗拉强度从159.5 MPa提高至215.5 MPa, 而延伸率从20.1%下降至15.7%。随着Sn含量的升高, Al-Si-Sn合金的抗拉及屈服强度逐渐提高而延伸率迅速下降。Sn含量从0.1%增高至1.0%时, 抗拉强度从157.2 MPa提高至176.4 MPa, 而延伸率从18.3%下降至12%。添加微量的Cu和Sn对4343铝合金的强韧性能的影响不是很显著。

不同Cu或Sn含量的铝合金棒材的纵截面微观组织的OM像如图4所示, 可以看出, 热挤压后, 大量的铸态针片状Al-Si共晶和针片状β-Al_5FeSi相破碎, 沿挤压方向呈带状分布, 而块状的初生Si相几乎未发生破碎和拉长现象。对比图4a和b可以看出, 随Cu含量增加, 破碎及拉长的合金相含量增大。

对挤压后微观组织和第二相组织进行面扫描后发现, 铸态组织中含Cu的块状Al_2Cu或共晶(Al+Al_2Cu)相经热挤压后大多溶解。结合图5a和5b可知, 仅剩余少量Al_2Cu相夹杂在β-Al_5FeSi相中间, 而β-Al_5FeSi相和α-$Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$相附近的Al基体中固溶的Cu元素略有增高。随Cu含量的增加, 热挤压后基体中固溶的Cu含量逐渐增加, 固溶的Cu原子会造成晶格畸变, 增大位错运动的阻力, 从而提高基体合金的强度[19, 25]。

添加Sn的合金挤压后的纵截面金相组织形貌同Cu0.25类似, 初生Si相、Al-Si共晶和β-Al_5FeSi相破碎, 沿挤压方向呈带状分布(图4c)。添加Sn的合金经挤压后纵截面上带状分布相相对更为稀疏(图5c), 这是由于热挤压过程中, 球状的Sn颗粒可以促进富Fe、Si的β-Al_5FeSi相及α-$Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$相的溶解[26], 大量固溶的Si和Fe提高了材料的强度。另一方面, Sn颗粒在Al基体中弥散分布, 在受力时会产生弹性应变[22], 可能使位错以切过机制通过Sn颗粒, 从而提高Al-Si合金的强度。因此, 随着Sn含量的增加, Al-Si合金的抗拉强度逐渐提高。当然, Sn颗粒在变形过程中可能成为裂纹的萌生源, 导致Al-Si合金变形能力和拉伸延伸率降低。

2.4 Cu或Sn对4343铝合金可钎焊性能的影响

在制备热交换器的过程中, 需要将散热翅片和铝复合管高温钎焊在一起, 由于铝复合管的包覆层大都为Al-Si系4343铝合金, 高温钎焊过程中实现

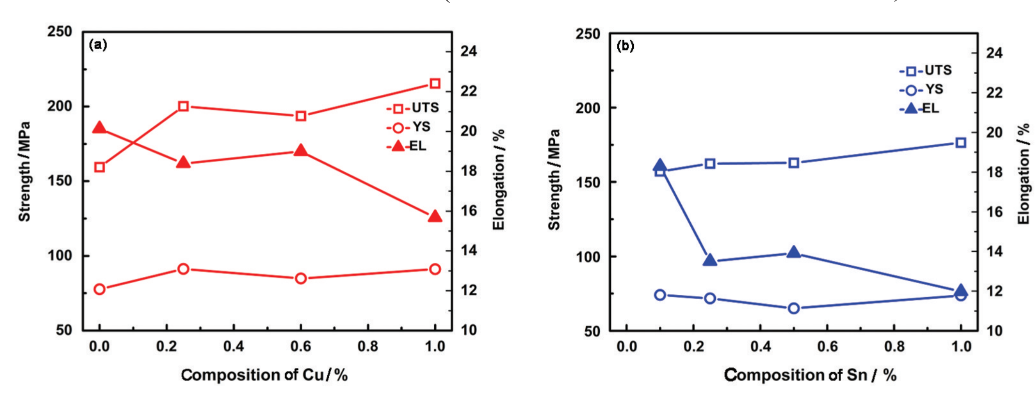


图3 Cu和Sn的含量对Al-Si合金力学性能的影响

Fig.3 Effect of Cu (a) and Sn (b) contents on the mechanical properties of Al-Si alloy

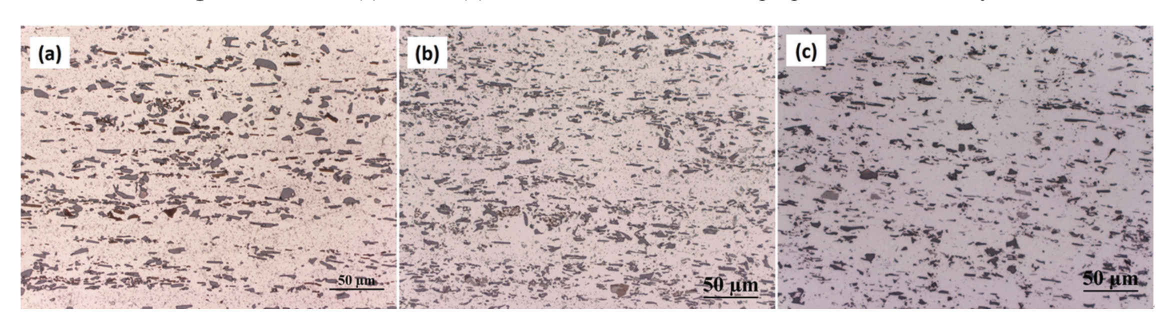
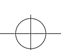


图4 热挤压合金的纵截面微观组织

Fig.4 Microstructures of the as-extruded Al-Si alloys on the longitudinal sections, (a) Cu0.25, (b) Cu1.0, (c) Sn1.0



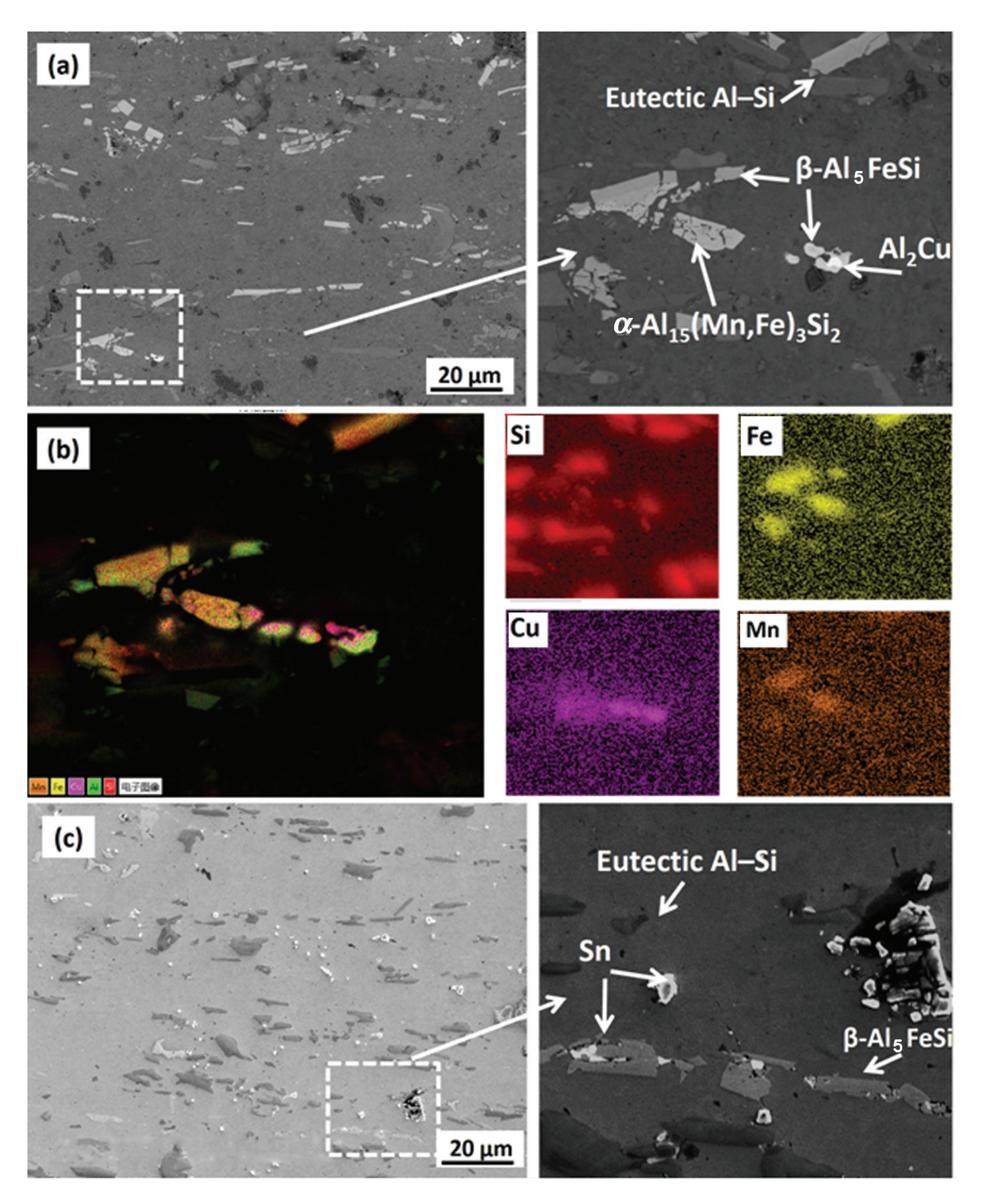


图5 热挤压合金的纵截面SEM像和EDS分析

Fig.5 SEM images and EDS analysis of the as-extruded Al-Si alloys, (a, b)Cu1.0, (c) Sn1.0

的是翅片中皮材4343合金和铝复合管包覆层4343合金的钎焊结合[27]。因此,本实验中采用两片同成分的4343合金圆片来进行模拟钎焊实验。

在模拟钎焊过程中,当温度升高至合金的固相线温度以上,合金会逐渐熔化,并随保温时间的延长,两个金属片逐渐熔合而钎焊到一起。各个设计合金在580−610℃保温后界面的结合比例如表2所示,当两个界面100%结合时的最低保温温度确定为该合金的可钎焊温度。由表2可以看出,Cu0.25即4343合金的可钎焊温度为610℃,与工业实际采用的钎焊温度相当,而添加一定量的Cu或Sn后合金可钎焊温度有一定幅度的降低。在610℃及以上温度保温时,两片Cu0.25的界面结合可以达到100%;而降低保温温度到590℃,界面结合比例逐渐降低至约2%,再进一步降低保温温度至585℃或以下时,界面将完全无法结合,如图6a-b。添加1.0%的Cu可使4343合金的钎焊温度降低至595℃左右,降低了15℃,而590℃保温后界面结合仅89.7%,如图6c-d。添加1.0%的Sn可使钎焊温度降低至590℃,钎焊温度降低了20℃,而585℃保温后界面结合仅67.4%,如图6e-f。综上,Cu或Sn的添加都可以较大幅度地降低4343合金的钎焊温度,添加1.0%的Cu或者Sn可以使钎焊温度降低15−20℃,显示出较好的工业应用前景。

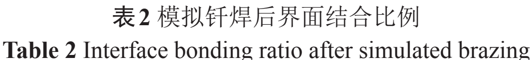

表2 模拟钎焊后界面结合比例

Table 2 Interface bonding ratio after simulated brazing

Alloy	Holding temperature							Brazing temperature
	610℃	605℃	600℃	595℃	590℃	585℃	580℃	
Cu0	79%	48.2%	15.7%	2%	×	×	×	>610℃
Cu0.25 (4343)	100%	79.4%	47.2%	9.2%	2%	×	×	610℃
Cu0.6	100%	100%	100%	87.3%	61.7%	11.5%	0%	600℃
Cu1.0	100%	100%	100%	100%	89.7%	39.6%	2.1%	595℃
Sn0.1	100%	91.4%	81.3%	0%	×	×	×	610℃
Sn0.25	100%	100%	92%	24.5%	7%	×	×	605℃
Sn0.5	100%	100%	100%	100%	72.5%	29.7%	10%	595℃
Sn1.0	100%	100%	100%	100%	100%	67.4%	37.0%	590℃

Note: "×" indicates that two pieces of Al-Si alloy cannot bond with each other at all.

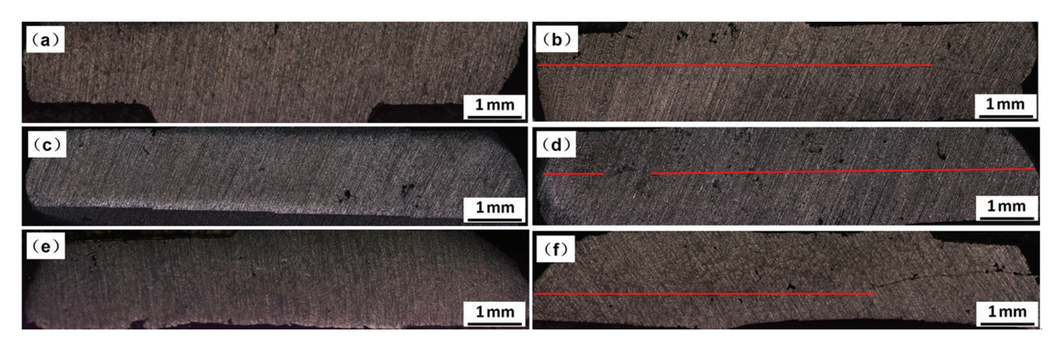


图6 模拟钎焊后界面形貌

Fig.6 Interface morphology after simulated brazing (the red line shows the bonded interface), (a) Cu0.25, 610℃, with bonding ratio of 100%; (b) Cu0.25, 605℃, with bonding ratio of 79.4%; (c) Cu1.0, 595℃, with bonding ratio of 100%; (d) Cu1.0, 590℃, with bonding ratio of 89.7%; (e) Sn1.0, 590℃, with bonding ratio of 100%; (f) Sn1.0, 585℃, with bonding ratio of 67.4%

3 结 论

1. 随Cu或Sn含量的增加, 4343合金的固相线、液相线温度逐渐降低; 添加1.0%的Cu或Sn后, 合金的固相线温度、液相线温度降低10−15℃。合金中添加相同含量的Sn对合金的熔点降低更多。

2. 随Cu或Sn含量的增加, 铸态合金中含Cu的第二相量及Sn颗粒逐渐增多; 热挤压过程中, 含Cu第二相逐渐溶解, 而Sn促进第二相中Fe、Si的固溶; 挤压合金室温拉伸强度逐渐升高, 但延伸率略有降低。当Cu含量达到1.0%时, 合金抗拉强度提高至215.5 MPa, 延伸率降低至15.7%; Sn含量达到1.0%时, 抗拉强度提高至176.4 MPa, 延伸率降低至12%。

3. 添加1.0%的Cu可使模拟钎焊温度降低15℃, 而添加1.0%的Sn可使模拟钎焊温度降低20℃。

参 考 文 献

1 W. S.Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, Materials Science and Engineering A, **A280**, 37(2000)

2 D. M. Turriff, S. F. Corbin, M. Kozdras, Diffusional solidification phenomena in clad aluminum automotive braze sheet, Acta Materialia, **58**(4), 1332(2010)

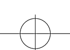
3 SUN Xinglong, LING Yabiao, Research on sagging resistance of composite brazing aluminum foils, Light Alloy Fabrication Technology, **43**(2), 8(2015)
(孙兴隆, 凌亚标, 复合钎焊铝箔抗下垂性能的研究进展, 轻合金加工技术, **43**(2), **8** 2015))

4 J. S. Yoon, S. H. Lee, M.S. Kim, Fabrication and brazeability of a three layer 4343/3003/4343 aluminum clad sheet by rolling, Journal of Materials Processing Technology, **111**, 85(2001)

5 Jea-Sung Ryu, Mok-Soon Kim, Dongsoo Jung, Brazeability of cold rolled three layer Al- 7.5Si/Al- 1.2Mn- 2Zn- (0.04- 1.0)Si/Al- 7.5Si (wt.%) clad sheets, Journal of Materials Processing Technology, **130-131**, 240(2002)

6 S. H. Lee, J. S. Yoon, M. S. Kim, D. Jung, Effects of cold rolling parameters on sagging behavior for three layer Al-Si/Al-Mn(Zn)/Al-Si brazing sheets, Metals and Materials International, **8**(3), 227 (2002)

7 Jining Qin, Suk-Bong Kang, Jae-Hyung Cho, Sagging mechanisms



in the brazing of aluminum heat exchangers, Scripta Materialia, **68**(12), 941(2013)

8 Feng Gao, P. Sekulic Dusan, Yiyu Qian, Xin Ma, Residual clad formation and aluminum brazed joint topology prediction, Materials Letters, **57**(29), 4592(2003)

9 Si Joon Noh, Mok Soon Kim, D. Jung, W. Han J., Don You Byung, Effects of Si content and cold rolling condition on brazeability of Al-Mn-Zn alloy core brazing sheet, Materials Science Forum, **486-487**, 415(2005)

10 Yiyou Tu, Zhen Tong, Jianqing Jiang, Effect of microstructure on diffusional solidification of 4343/3005/4343 multi-layer aluminum brazing sheet, Metallurgical and Materials Transactions A, **44**(4), 1760(2012)

11 J. Lacaze, S. Tierce, C. Lafont M., Y. Thebault, N. Pébère, Study of the microstructure resulting from brazed aluminium materials used in heat exchangers, Materials Science and Engineering A, **413-414**, 317(2005)

12 S. Tierce, N. Pébère, C. Blanc, C. Casenave, G. Mankowski, H. Robidou, Corrosion behaviour of brazed multilayer material AA4343/AA3003/AA4343: Influence of coolant parameters, Corrosion Science, **49**(12), 4581(2007)

13 YUAN Ting, TU Yiyou, ZHANG Minda, JIANG Jianqing, Effect of microstructure on sagging resistance of a three-layer aluminum brazed sheet, Transactions of Materials and Heat Treatment, **32**(9), 121(2011)
(袁 婷, 涂益友, 张敏达, 蒋建清, 微观组织对复合钎焊铝箔抗下垂性的影响, 材料热处理学报, **32**(9), 121(2011))

14 S. Y. Chang, L. C. Tsao, Y. H. Lei, S. M. Mao, C. H. Huang, Brazing of 6061 aluminum alloy/Ti-6Al-4V using Al-Si-Cu-Ge filler metals, Journal of Materials Processing Technology, **212**(1), 8(2012)

15 W. Luo, L. T. Wang, Q.M. Wang, H.L. Gong, M. Yan, A new filler metal with low contents of Cu for high strength aluminum alloy brazed joints, Materials & Design, **63**, 263(2014)

16 Anton Gorny, Jeyakumar Manickaraj, Zhonghou Cai, Sumanth Shankar, Evolution of Fe based intermetallic phases in Al–Si hypoeutectic casting alloys: Influence of the Si and Fe concentrations, and solidification rate, Journal of Alloys and Compounds, **577**, 103(2013)

17 Tong Gao, Yuying Wu, Chong Li, Xiangfa Liu, Morphologies and growth mechanisms of α-Al(FeMn)Si in Al-Si-Fe-Mn alloy, Materials Letters, **110**, (2013)

18 Salem Seifeddine, Sten Johansson, L. Svensson Ingvar, The influence of cooling rate and manganese content on the β-Al5FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si-based alloys, Materials Science and Engineering: A, **490**(1-2), (2008)

19 A. M.Samuel, J. Gauthier, F.H. Samuel, Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al2Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment, Metallurgical and Materials Transactions A, **27A**, 1785(1995)

20 Z. Li, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl2 phase in A1-Si-Cu 319 alloys, Journal of Materials Science, **38**, 1203(2003)

21 A. M. Samuel, M. Ferrante, The effect of Sn additions on the semi-solid microstructure of an Al-7Si-0.3Mg alloy, Materials Science and Engineering A, **A337**, 67 (2002)

22 Abd El-Salam F., M. Abd El-Khalek A., H. Nada R., A. Wahab L., Y. Zahran H., Effect of Sn content on the structural and mechanical properties of Al–Si alloy, Materials Science and Engineering A, **527**(4-5), 1223 (2010)

23 R. H. Nada, F. Abd El-Salam, M. Abd El-Khalek A., A. Wahab L., Y. Zahran H., Effect of cyclic stress reduction on the creep parameters of Al–Si alloy with Ag and Sn additions, Materials Science and Engineering A, **552**, 486(2012)

24 Guiqing Wang, Xiufang Bian, Weimin Wang, Junyan Zhang, Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys, Materials Letters, **57**(24-25), 4083(2003)

25 J. H. Sokolowsk, X-C. Sun, G. Byczynsk, D. O. Northwood, D. E. Penrod, The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment, Journal of Materials Processing Technology, **53**, 385(1995)

26 A. M. Kliauga, E. A. Vieira, M. Ferrante, The influence of impurity level and tin addition on the ageing heat treatment of the 356 class alloy, Materials Science and Engineering A, **480**(1-2), 5(2008)

27 HU Ruiling, LI Zhiqiang, XIE Jianying, High frequency welding of vehicle heat exchanger tube of aluminium alloy, Hot Working Technology, **35**(19), 15(2006)
(胡瑞玲, 李志强, 解剑英, 车辆热交换器铝合金管的高频焊接, 热加工工艺, **35**(19), 15(2006))